

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L3: Entry 25 of 94

File: JPAB

Dec 5, 2000

PUB-NO: JP02000336462A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2000336462 A

TITLE: HIGH PURITY FERRITIC STAINLESS STEEL EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH

PUBN-DATE: December 5, 2000

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

TAKAHASHI, AKIHIKO

ABE, MASAYUKI

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C22C 38/38

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide Ti-added ferritic stainless steel in which the precipitation of Nb at 650 to 750°C is advantageously prevented, and which has an excellent high temp. strength even after use for a long time.

SOLUTION: This steel contains, by weight, $\leq 0.02\%$ C, $\leq 0.02\%$ N, 0.1 to 2.0% Si, 0.1 to 2.0% Mn, 10.0 to 20.0% Cr, $\leq 0.20\%$ Al, $\leq 0.04\%$ P, $\leq 0.002\%$ S, 0.01 to 0.35% Ti, 0.1 to 0.8% Nb and 0.0005 to 0.010% Mg and moreover contg., at need, at least one kind among 0.05 to 3.0% Mo, 0.05 to 2.0% Cu, 0.01 to 1.0% W, 0.01 to 1.0% V and 0.0003 to 0.0050% B, and the balance iron with inevitable impurities, and the content of P precipitated as FeTiP is $\leq 0.01\%$.

COPYRIGHT: (C)2000, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-336462

(P2000-336462A)

(43) 公開日 平成12年12月5日 (2000.12.5)

(51) Int.Cl.⁷

C 2 2 C 38/00
38/38

識別記号

3 0 2

F I

C 2 2 C 38/00
38/38

テーマコード(参考)

3 0 2 Z

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号

特願平11-148760

(22) 出願日

平成11年5月27日 (1999.5.27)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 高橋 明彦

福岡県北九州市戸畑区飛橋町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(72) 発明者 阿部 雅之

福岡県北九州市戸畑区飛橋町1番1号 新

日本製鐵株式会社八幡製鐵所内

(74) 代理人 100062421

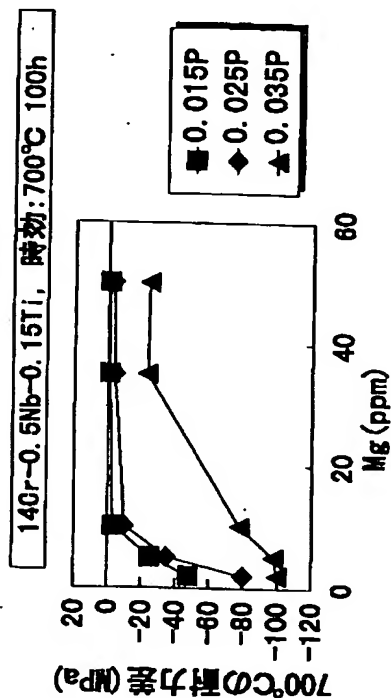
弁理士 田村 弘明 (外1名)

(54) 【発明の名称】 高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼

(57) 【要約】

【課題】 本発明は、650℃から750℃におけるNbの析出を有利に防止し、長時間使用後も優れた高温強度を有するTi添加フェライト系ステンレス鋼を提供する。

【解決手段】 重量%で、C:0.02%以下、N:0.02%以下、Si:0.1~2.0%、Mn:0.1~2.0%、Cr:10.0~20.0%、Al:0.20%以下、P:0.04%以下、S:0.002%以下、Ti:0.01~0.35%、Nb:0.1~0.8%、Mg:0.0005~0.010%を含み、さらに必要に応じ、Mo:0.05~3.0%、Cu:0.05~2.0%、W:0.01~1.0%、V:0.01~1.0%、B:0.0003~0.0050%の少なくとも1種を含み、残部が鉄及び不可避免的不純物からなる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.02%以下、
 N : 0.02%以下、
 Si : 0.1~2.0%、
 Mn : 0.1~2.0%、
 Cr : 10.0~20.0%、
 Al : 0.20%以下、
 P : 0.04%以下、
 S : 0.002%以下、
 Ti : 0.01~0.35%、
 Nb : 0.1~0.8%、
 Mg : 0.0005~0.010%

を含み、残部が鉄及び不可避免の不純物からなり、FeTiPとして析出したP量が0.01%以下であることを特徴とする高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼。

【請求項2】 重量%でさらに、

Mo : 0.05~3.0%

を含むことを特徴とする請求項1記載の高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼。

【請求項3】 重量%でさらに、

Cu : 0.05~2.0%

を含むことを特徴とする請求項1または2記載の高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼。

【請求項4】 重量%でさらに、

W : 0.01~1.0%、

V : 0.01~1.0%

の1種または2種を含むことを特徴とする請求項1、2または3記載の高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼。

【請求項5】 重量%でさらに、

B : 0.0003~0.0050%

を含むことを特徴とする請求項1、2、3もしくは4記載の高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車のエキゾーストマニホールド、フロントパイプ、センターパイプ、マフラーや二輪車のマフラーなどとして使用される高温強度に優れ、かつその使用中の低下が小さい高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼の成分組成を提供するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の排気系のうち、マフラー、センターパイプ、エンドパイプはほぼ100%ステンレス鋼化されている。この理由は、自動車の排気ガス規制が行われ、NO_x、SO_xガスを低減する目的で触媒を用いた浄化装置が搭載されるようになった結果、マフラーの

凝縮液腐食環境が厳しくなったことおよびマフラー耐久性に対する消費者の要求が大きくなったことが挙げられる。

【0003】直近の環境指向への高まりから今後一層厳しい排気ガス規制が適用される。この規制を満足するためには、エンジン燃焼効率の向上と触媒作用の効率向上が必須で、そのためエンジンから排出される排気ガス温度は900℃以上に高温化する場合が生じる。従って、エキゾーストマニホールドやそれに続くフロントパイプ用の材料には優れた耐熱性、特に高温強度が求められる。

【0004】排気ガスの高温化のためにはエキゾーストマニホールドの熱容量の低減が必要で、このため薄肉化が必要になる。薄肉化は燃費向上のための部品軽量化のニーズからも必要に迫られている。従来エキゾーストマニホールドは鋳物製が大部分であったが、鋳物での薄肉化は限界に近く、熱膨張の小さいフェライト系ステンレス鋼板・鋼管で成形したエキゾーストマニホールドが急速に普及する傾向がみられる。このような背景から、高温強度に優れたフェライト系ステンレス鋼が強く市場から求められている。

【0005】このような要求に応える鋼として、これまでに高純度耐熱フェライト系ステンレス鋼が提案されてきた。従来この種の鋼を大別すると以下の3つに分類できる。すなわち、(1)18~19Cr系の高級フェライト系ステンレス鋼(特開昭64-8254号公報参照)、(2)これの廉価型として開発された14~15Cr系のフェライト系ステンレス鋼(特開平6-2036号公報参照)、さらに(3)Crを低減した11Cr系のフェライト鋼(特開平8-120417号公報参照)である。

【0006】これら従来鋼の高温強度を得る基本的考え方は、Nbを添加してその固溶強化によって高温強度を得るというものである。さらに、単にNbを添加しただけでは、Nb₆C型の炭化物が析出して固溶NbがCに奪われてしまうので、Nb-Tiを複合添加することの有効性が開示されている(前述、特開平6-2036号公報)。

【0007】これら従来鋼ではNb添加により確かに短時間加熱後の高温強度は要求レベルを満足するものになっている。しかし、高温で長時間使用すると、Nbが析出して高温強度が低下してしまう。この析出はいわゆる時効析出現象で、650℃から750℃で顕著になる。Nb-Ti複合添加を行えば、確かにNb₆C型の炭化物析出は抑制されるが、650℃~750℃の時効による強度低下は後述するようにNbの金属間化合物の析出によるもので、これの析出を促進する逆の効果をTi添加がもたらす。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】TiはNb₆C型の粗

大炭化物析出を防止するので、高温強度を維持するのに添加したい元素である。そこで本発明では、Ti-Nb複合添加を前提に、Nbの時効析出による高温強度の低下を抑制することを課題とする。すなわち本発明は、従来鋼が有している欠点であるところの高温長時間使用中に生じる高温強度の低下を解決することであり、特に650℃から750℃におけるNbの析出を有利に防止し、もって、長時間使用後も優れた高温強度を有するフ*

C : 0.02%以下、
Si : 0.1~2.0%、
Cr : 10.0~20.0%、
P : 0.04%以下、
Ti : 0.01~0.35%、
Mg : 0.0005~0.010%

を含み、さらに必要に応じ、

Mo : 0.05~3.0%、
W : 0.01~1.0%、
B : 0.0003~0.0050%から選ばれた少なくとも1種

を含み、残部が鉄及び不可避免的不純物からなる、FeTiPとして析出したP量が0.01%以下であることを特徴とする高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼である。

【0010】

【発明の実施の形態】本発明者らはNbが時効析出する現象を解明するため、14Cr-0.3Nb鋼、14Cr-0.3Nb-0.15Ti鋼を実験室で溶製し、実機と同様の熱延・冷延・焼鈍を行い試験用鋼板を作製した。得られた鋼板から作製した熱処理用試験片を600℃、700℃で500時間まで加熱して時効析出処理を行った。これにより生成した析出物をレプリカに採取して電子顕微鏡で観察した。

【0011】14Cr-0.3Nb鋼では、NbがNb₆C型の粗大な炭化物および微細な金属間化合物Laves (Fe₂Nb)として析出することを確認した。一方、Nb-Tiを複合添加した14Cr-0.3Nb-0.15Ti鋼では、Ti添加の効果によりNb₆C型の粗大な炭化物は認められなかったが、Lavesは14Cr-0.3Nb鋼と同様に析出していた。

【0012】本発明者らはさらに詳細な電子顕微鏡観察により、上記のLavesがそれに先行して析出していたFeTiPを核として析出することを解明した。すなわち、Ti添加は、Nb₆C型の炭化物は抑制するものの、FeTiPを形成して、LavesとしてNbが析出することをむしろ促進することを知見した。本発明者らは、Nbの時効析出に際して核として機能するFeTiPは、冷延・焼鈍段階で既に鋼中に析出しており、さらに遡って、熱延段階で析出することを確認した。

【0013】前述のようにTiは、Nb₆C型の粗大な炭化物析出を防止するので、高温強度を維持するのに添加したい元素である。そこで本発明者らは、Tiが鋼中の※50

*フェライト系ステンレス鋼を提供することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは650℃から750℃におけるNbの析出が鋼中のTi・Pの析出物により促進されるという現象を突き止めた。そしてこのTi・Pの弊害を防止するためにMgの添加が有効であることをも知見し、本発明をなすに至った。すなわち、本発明の要旨とするところは、重量%で、

N : 0.02%以下、
Mn : 0.1~2.0%、
Al : 0.20%以下、
S : 0.002%以下、
Nb : 0.1~0.8%、

Cu : 0.05~2.0%、
V : 0.01~1.0%、

※Pと結合してFeTiPを形成するのを防止する方策を検討した。種々の元素の添加効果を調査した結果、Mgを添加することによりFeTiPの形成が著しく低減することを知見した。以下に実験により説明する。

【0014】供試鋼は、実験室溶製した14Cr-0.5Nb-0.15Ti鋼で、Pの添加量を0.015%、0.025%、0.035% (mass)と変化させ、またMgの添加量を0~50ppmと変化させた。この供試鋼を各成分条件に対して2試料ずつ作成して、熱延・冷延・焼鈍を施した後、1試料についてJIS G 0567に準拠して高温引張試験を行った。同様にもう1試料に対して700℃×100hの時効処理を施した後、高温引張試験を行った。

【0015】図1にMg添加量と700℃耐力差(時効処理を行った試料と行わなかった試料の耐力の差)との関係を、P添加量別に示す。Pが0.015および0.025%の場合は、10ppmまでのMg添加の効果が著しく、添加量に応じて耐力差が小さくなる。そしてMgが10ppm以上ではその効果は飽和している。これに対してPが0.035%の場合は、耐力差を小さくするのに必要なMg添加量が増え、また耐力差は0.015Pや0.025Pの場合ほどには小さくなっていない。

【0016】また、図2は上記の供試材で時効処理を施していない試料の、FeTiPとして析出しているP量を示す。このP量はFeTiPの析出量の多さに対応するものである。この図から、図1の時効に伴う耐力差の低下は、FeTiPの析出量の低下に対応していることが分かる。そしてこの結果から、時効に伴う耐力差を小さくするためには、FeTiPとして析出したP量が、0.010%以下、好ましくは0.005%以下となるようにすれば良いことを知見した。

【0017】Mg添加の直接の効果は、FeTiPの析

出量を減じることである。MgがFeTiPの析出を抑制する機構は明確ではないが、鋼中でMgがFeTiPに優先してP化合物を形成することによると考えている。こうしてMg添加によりFeTiPの析出が減じる結果、これを核としたNbの時効析出が抑制され、時効に伴う耐力差が小さくなると理解できる。そして、Pが増大すると、必要なMg添加量が増えるのみならず、得られる耐力差が小さくならない理由は、Pの増加のためにMgが捕捉しきれなくなるためと考えられる。

【0018】以上のように本発明者らは、時効後耐力低下防止に対するMg添加効果を知見するに至り、本発明を完成することができた。

【0019】次に、本発明における成分の限定理由を説明する。Cは加工性と耐食性を確保する目的で制限される。特に、深絞り加工性向上には低い方が望ましいが、製鋼工程での脱炭時間を増しコストの上昇を招く。伸びに優れ、高r値を維持する条件としてその上限を0.02%とする。

【0020】NはCと同様、加工性と耐食性を確保する目的で制限される。深絞り加工性向上には低い方が望ましいが、コストの上昇を招くのでその上限を0.02%以下に制限する。

【0021】Siは耐酸化性を高めるために有効な元素であり、0.1%以上、望ましくは1.0%程度の添加が効果的であるが、過度に添加すると靱性を低下するので、上限を2.0%とする。

【0022】Mnは脱酸元素として用いるだけでなく、耐酸化性を高めるために0.1%以上添加するが、多量に添加すると加工性を損なうために、上限を2.0%とする。

【0023】Crは必要量添加される。Crは本発明品に耐食性を付与する基本元素である。その量が10.0%未満では耐食性が不足し、20.0%を超えると冷間加工性が低下し製造性が劣化する。従って、Crは10.0~20.0%の範囲で添加する。

【0024】Alは脱酸生成物が残存したものであるが、過剰に添加すると、鋼の清浄度を低下し、加工性に悪影響をもたらすので上限を0.20%とする。

【0025】Pは本発明鋼の加工性、耐食性を低下するうえ、熱間圧延中にFeTiPを析出し、時効過程においてNbの析出を促進するので、その含有量は少ないほど好ましい。しかし、Pの低減は工業的な精錬過程では限界があり、P含有量の少ない原料を用いる必要がある。従って、必要以上の低P化は著しい製造コスト増をもたらす。そこで、Pの上限は、汎用フェライト系ステンレス鋼の上限と同じ0.04%とした。ただし、本発明では図1で説明したように、Pが0.030未満ならば、Mg添加の効果が顕著に発揮されるのに対して、Pが0.035%になるとMgの必要量が増し、その効果も低減する。また、このようなPの影響はZrやCaを

添加してNbの時効析出を抑制する場合にも認められる。従って、本発明の目的をよりよく達成するためには、Pは0.03%以下であることが望ましい。

【0026】Sの量は制限される。Sは結晶粒界に偏析し、高温での粒界脆化を促進する有害な元素であるため、その上限を0.002%とした。

【0027】Tiは溶接熱影響部の耐食性低下を防止する目的で、安定化元素として添加する。また、Tiは中高温域での強度確保を目的として添加するNbの効果をも有効に得るためにも添加する。Nb添加による中高温域での強化は固溶Nbの作用で得られるが、この温度域ではNbの炭窒化合物が析出しやすい。そこでNbよりも炭窒化合物を形成しやすいTiをNbとともに複合添加して固溶Nbが低下するのを防止する。以上の効果を発現せしめるために本発明では、Tiを0.01%以上添加する。しかし、多量に添加すると、Nbの析出核として機能するFeTiPの生成抑制が困難になるので上限を0.35%とする。

【0028】Nbは高温強度を得るために0.1%以上添加する。高温強度を安定して確保するためには望ましくは0.3%以上の添加が好ましい。しかし過剰な添加は延性を損なったり、鋼板の再結晶温度を上昇して製造性を低下させるので上限を0.8%に制限する。

【0029】Mgは本発明において重要な添加元素である。Mgは熱延中のFeTiPの析出を抑制して、それを核としたNbの時効析出を防止するので、Nb-Tiを含有する耐熱フェライト系ステンレス鋼の高温強度を高温長時間使用後も維持するという従来鋼では実現し得なかった有利な効果をもたらす。このようなMgの効果を得るために少なくとも0.0005%以上のMgを添加する必要がある(図1)。Mgは製鋼段階で添加するが、その歩留が一定し難く、0.0005から0.005%程度まで容易に変化する。しかし、この範囲内で本発明のMg添加効果は安定して得られるので、歩留の変化が高温強度低下防止に影響しないという利点がある。しかし、過度の添加は多量の介在物を生成して鋼を汚染し、圧延ヘゲ疵の原因となるので、上限を0.010%とする。

【0030】さらに本発明では、その好適使用形態に応じてMo、Cu、W、V、Bを選択的に添加する。Moは耐食性向上のために必要に応じて0.05%以上添加する。Moはステンレス鋼板特有の孔食の進展を抑制する効果がある。しかし3.0%を超える添加は効果が飽和し、かつ、コストの上昇を招くので上限を3.0%とする。Cuは少量添加で多くの腐食環境における全面腐食を抑制する効果がある。しかし、2.0%を超えるとその効果が飽和するうえ、熱間加工性を低下するので、添加量を0.05~2.0%とする。WおよびVは高温強度を高めるために必要に応じて0.01%以上添加する。WおよびVは鋼の固溶強化に寄与する。しかし、過

度に添加すると加工性を低下させるので1.0%を上限とする。Bは厳しいプレス加工などの加工後に行う2次加工で生じる割れを防止する目的で必要に応じて0.0003%以上添加する。しかし、0.0050%を超えて添加してもその効果が飽和する上、伸びを減じて加工性を低下させるので0.0050%を上限とする。

【0031】

【実施例】表1において、本発明1から本発明6および比較例1、2の成分の鋼を実験室の50kg真空溶解炉で溶製した。いずれも実験室で熱間圧延後、冷間圧延、焼鈍を行った。本発明7から本発明16および比較例3から比較例6の鋼は実機で転炉溶製後連続鋳造でスラブを

製造した。スラブを通常の方法で熱間圧延後、本発明10、11、12、15および比較例4は熱延鋼帯の焼鈍を行い、その他は熱延のまま酸洗を行って冷間圧延に供した。冷間圧延後焼鈍を行った。冷延・焼鈍後、JIS G 0567に準拠して高温引張試験を行った。同様に冷延・焼鈍板を700℃×100h時効処理した後、高温引張試験を行った。表1には、700℃の耐力、700℃×100時間時効後の700℃の耐力、時効による700℃の耐力低下を列記する。

【0032】

【表1】

	化学成分 (mass%)										700℃の 耐力		700℃100時間 同時加熱の 耐力低下	
	C	N	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Ti	Nb	700℃の 耐力	700℃100時間 同時加熱の 耐力低下	700℃100時間 同時加熱の 耐力低下	700℃100時間 同時加熱の 耐力低下
本発明 1	0.005	0.008	0.4	0.5	0.025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	114	89	15	15
本発明 2	0.005	0.008	0.4	0.5	0.025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	114	104	10	10
本発明 3	0.005	0.008	0.4	0.5	0.025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	120	110	10	10
本発明 4	0.005	0.008	0.4	0.5	0.025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	118	107	11	11
本発明 5	0.005	0.008	0.4	0.5	0.025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	115	107	8	8
本発明 6	0.013	0.0058	0.79	0.51	0.025	0.0037	11.58	0.001	0.04	0.3	135	108	27	27
比較例 1	0.005	0.008	0.4	0.5	0.025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	114	67	67	67
比較例 2	0.005	0.008	0.4	0.5	0.025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	114	58	58	58
本発明 7	0.0077	0.0039	0.88	0.88	0.03	0.0038	13.33	0.008	0.17	0.28	125	115	10	10
本発明 8	0.010	0.0096	0.86	1.00	0.022	0.0017	13.86	0.007	0.16	0.28	124	118	8	8
本発明 9	0.0094	0.0077	0.45	0.48	0.025	0.0022	13.75	0.06	0.16	0.28	125	113	12	12
本発明 10	0.010	0.0071	0.45	0.48	0.024	0.001	13.88	0.008	0.16	0.29	125	113	12	12
本発明 11	0.0180	0.0083	1.11	1.06	0.024	0.0028	13.81	0.004	0.12	0.64	123	103	20	20
本発明 12	0.010	0.0088	0.39	1.04	0.023	0.0028	13.83	0.002	0.01	0.57	125	101	24	24
本発明 13	0.0187	0.0084	1.11	0.81	0.021	0.0038	15.02	0.015	0.01	0.45	121	101	20	20
比較例 3	0.006	0.007	0.08	0.10	0.022	0.002	17.2	0.05	0.23	0.15	126	48	80	80
本発明 14	0.005	0.008	0.09	0.10	0.021	0.002	17.1	0.053	0.22	0.12	130	119	11	11
比較例 4	0.005	0.007	0.08	0.11	0.021	0.002	17.3	0.05	0.22	0.15	131	118	12	12
本発明 15	0.008	0.009	0.11	0.24	0.025	0.001	18.2	0.028	0.02	0.40	140	112	28	28
本発明 16	0.0058	0.012	0.88	0.38	0.029	0.001	18.38	0.013	0.13	0.51	145	139	29	29
比較例 5	0.0059	0.011	0.88	0.38	0.025	0.001	18.3	0.015	0.13	0.53	145	138	29	29

【0033】表1を見て明らかなように、本発明に関わる成分組成を有する鋼は、時効後の高温強度低下が比較例に比べて著しく小さく、本発明の効果は明瞭である。

【0034】

【発明の効果】本発明により、高温強度に優れるのみならず、

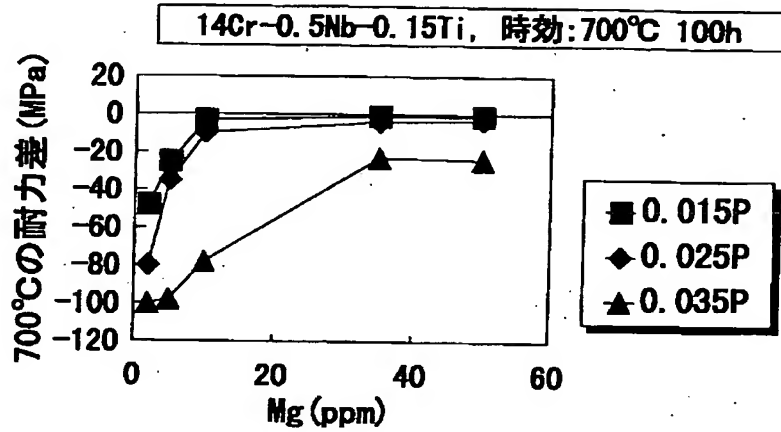
時効析出による強度低下が小さいという優れた特性を併せ持つ高温強度に優れた高純度フェライト系ステンレス鋼が提供できるため工業的効果は非常に大きい。

【図面の簡単な説明】

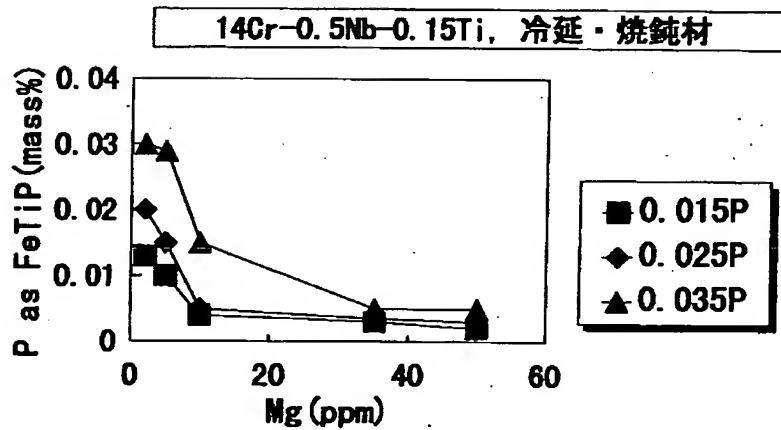
【図1】ステンレス鋼の時効前後の高温強度差(700℃の耐力差)に及ぼすMg添加の効果をP添加量別に示したものである。

【図2】Mg添加量に対するFeTiP析出量を示したものである。

【図1】



【図2】



* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] At weight %, it is C : 0.02% or less, N : 0.02% or less, Si:0.1-2.0%, Mn: 0.1-2.0%, Cr:10.0-20.0%, less than [aluminum:0.20%], P : 0.04% or less, S : 0.002% or less, Ti:0.01-0.35%, Nb: High grade ferritic stainless steel excellent in the high temperature strength characterized by the amount of P in which the remainder deposited as FeTiP by consisting of iron and an unescapable impurity including 0.1-0.8% and Mg:0.0005-0.010% being 0.01% or less.

[Claim 2] High grade ferritic stainless steel which was excellent in the high temperature strength according to claim 1 characterized by including Mo:0.05-3.0% further with weight %.

[Claim 3] High grade ferritic stainless steel which was excellent in the high temperature strength according to claim 1 or 2 characterized by including Cu:0.05-2.0% further with weight %.

[Claim 4] It is W further at weight % : 0.01 - 1.0%, V : High grade ferritic stainless steel excellent in the high temperature strength according to claim 1, 2, or 3 characterized by including 0.01 - 1.0% of one sort, or two sorts.

[Claim 5] It is B further at weight % : High grade ferritic stainless steel excellent in high temperature strength claims 1, 2, and 3 characterized by including 0.0003 - 0.0050%, or given in four.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention offers the component presentation of the high grade ferritic stainless steel was excellent in the high temperature strength used as the exhaust manifold of an automobile, a front pipe, a pin center, large pipe, a muffler, a muffler of a two-wheel barrow, etc., and the fall in use [the] excelled [ferritic stainless steel] in small high temperature strength.

[0002]

[Description of the Prior Art] The muffler, the pin center, large pipe, and the pipe are stainless-steel-ized about 100% among the exhaust air systems of an automobile. As a result of coming to carry the purge using a catalyst for the purpose for which control of exhaust gas of an automobile is performed, and this reason reduces NOx and SOx gas, it is mentioned that the demand of the consumer to that the condensate corrosive environment of a muffler became severe and muffler endurance became large.

[0003] Future still severer control of exhaust gas is applied from the rise to the latest environmental orientation. In order to satisfy this regulation, improvement in engine combustion efficiency and the improvement in effectiveness of a catalysis are indispensable, therefore the case where it elevated-temperature-izes at 900 degrees C or more produces the exhaust gas temperature discharged from an engine. Therefore, the ingredient for front pipes following an exhaust manifold or it is asked for the outstanding thermal resistance, especially high temperature strength.

[0004] For elevated-temperature-izing of exhaust gas, the heat capacity of an exhaust manifold needs to be decreased, and, for this reason, thinning is needed. It is pressed for thinning by the need also from the needs of the formation of components lightweight for the improvement in fuel consumption. Although the product made from a casting of the exhaust manifold was most conventionally, as for the thinning in a casting, the inclination for the exhaust manifold fabricated with near, and small small ferritic-stainless-steel plate and steel pipe of thermal expansion to spread through a limitation quickly is seen. From such a background, the ferritic stainless steel excellent in high temperature strength is strongly called for from the commercial scene.

[0005] As steel which meets such a demand, high grade heatproof ferritic stainless steel has so far been proposed. If this kind of steel is conventionally divided roughly, it can classify into three of the followings. the high-class ferritic stainless steel (refer to JP,64-8254,A) of (1) 18 - 19Cr system and (2) - they are the ferritic stainless steel (refer to JP,6-2036,A) of 14 - 15Cr system developed as a cheap mold of this, and ferritic steel (refer to JP,8-120417,A) of 11Cr system which reduced (3) Cr further. [namely,]

[0006] The fundamental view which obtains the high temperature strength of steel conventionally [these] adds Nb, and obtains high temperature strength by the solid solution strengthening.

Furthermore, only by adding Nb, since the carbide of a Nb6 C mold will deposit and Dissolution Nb will be taken by C, the effectiveness of carrying out compound addition of Nb-Ti is indicated (above-mentioned, JP,6-2036,A).

[0007] To be sure, the high temperature strength after short-time heating is conventionally [these]

satisfied with steel of demand level with Nb addition. However, if long duration use is carried out at an elevated temperature, Nb will deposit and high temperature strength will fall. This deposit is the so-called aging deposit phenomenon, and becomes remarkable at 750 degrees C from 650 degrees C. Although surely a carbide deposit of a Nb₆C mold will be controlled if Nb-Ti compound addition is performed, the fall on the strength by 650 degrees C - 750 degrees C aging is based on a deposit of the intermetallic compound of Nb so that it may mention later, and Ti addition brings about the reverse effectiveness which promotes a deposit of this.

[0008]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] Since Ti prevents a big and rough carbide deposit of a Nb₆C mold, it is an element to add, although high temperature strength is maintained. So, let it be a technical problem to control the fall of the high temperature strength by the aging deposit of Nb a premise [Ti-Nb compound addition] in this invention. Namely, this invention is solving the fall of the high temperature strength produced during the elevated-temperature long duration use which is the fault which steel has conventionally, especially, the deposit of Nb in 650 degrees C to 750 degrees C is prevented advantageously, and has it, and aims at offering the ferritic stainless steel which has the high temperature strength which was excellent also even in after long duration use.

[0009]

[Means for Solving the Problem] this invention persons traced the phenomenon in which the deposit of Nb in 650 degrees C to 750 degrees C was promoted with the sludge of Ti-P in steel. And in order to prevent the evil of this Ti-P, the knowledge also of addition of Mg being also effective is carried out, and it came to make this invention. That is, the place made into the summary of this invention is weight %: C : 0.02% or less, N : 0.02% or less Si:0.1-2.0%, Mn: 0.1-2.0% Cr:10.0-20.0%, aluminum: Less than [0.20%] P : 0.04% or less, S : 0.002% or less Ti:0.01-0.35%, Nb: 0.1-0.8% The need is further accepted including Mg:0.0005-0.010%. Mo:0.05-3.0%, Cu: 0.05-2.0% W : 0.01 - 1.0% V : 0.01 - 1.0%, B : It is the high grade ferritic stainless steel excellent in the high temperature strength characterized by the amount of P which the remainder becomes from iron and an unescapable impurity, and which deposited as FeTiP being 0.01% or less including at least one sort chosen from 0.0003 - 0.0050%.

[0010]

[Embodiment of the Invention] In order that this invention persons might solve the phenomenon in which Nb carries out an aging deposit, they ingoted 14Cr-0.3Nb steel and 14Cr-0.3Nb-0.15Ti steel in the laboratory, performed the same hot-rolling, cold-rolling, and annealing as the system, and produced the steel plate for a trial. The test piece for heat treatment produced from the obtained steel plate was heated at 600 degrees C and 700 degrees C till 500 hours, and aging deposit processing was performed. The sludge which this generated was extracted on the replica and observed with the electron microscope.

[0011] In 14Cr(s)-0.3Nb steel, Nb checked depositing as the big and rough carbide and the detailed intermetallic compound Laves (Fe₂Nb) of a Nb₆C mold. On the other hand, in the 14Cr(s)-0.3Nb-0.15Ti steel which carried out compound addition of Nb-Ti, although the big and rough carbide of a Nb₆C mold was not accepted according to the effectiveness of Ti addition, Laves deposited like 14Cr(s)-0.3Nb steel.

[0012] this invention persons solved depositing considering FeTiP in which above Laves preceded with it and deposited by still more detailed electron microscope observation as a nucleus. That is, although Ti addition controlled the carbide of a Nb₆C mold, it carried out the knowledge of promoting rather that form FeTiP and Nb deposits as Laves. FeTiP on which this invention persons function as a nucleus on the occasion of the aging deposit of Nb checked having already deposited in steel in cold-rolling and an annealing phase, going back further and depositing in a hot-rolling phase.

[0013] As mentioned above, since Ti prevents a big and rough carbide deposit of a Nb₆C mold, it is an element to add, although high temperature strength is maintained. Then, this invention persons worked on the policy which prevents that Ti combines with P in steel and forms FeTiP. As a result of investigating the addition effectiveness of various elements, formation of FeTiP carried out the knowledge of decreasing remarkably by adding Mg. An experiment explains below.

[0014] It is the 14Cr(s)-0.5Nb-0.15Ti steel which carried out the laboratory ingot, and the addition of P is changed with 0.015%, 0.025%, and 0.035% (mass), and sample offering steel is 0-50 ppm about the addition of Mg. It was made to change. It is JIS about 1 after creating two samples of this sample offering steel at a time to each component conditions and giving hot-rolling, cold-rolling, and annealing sample. G The elevated temperature tensile test was performed based on 0567. the same -- already -- after performing 700 degree-Cx100h aging treatment to one sample, the elevated temperature tensile test was performed.

[0015] The relation between Mg addition and 700-degree-C proof stress difference (difference of the proof stress of the sample which performed aging treatment, and the sample which was not performed) is shown in drawing 1 according to P addition. It is 10 ppm when P is 0.015 and 0.025%. The effectiveness of Mg addition of until is remarkable and a proof stress difference becomes small according to an addition. And Mg is 10 ppm. Above, the effectiveness is saturated. On the other hand, when P is 0.035%, Mg addition required to make a proof stress difference small increases, and the proof stress difference is not small like the case of 0.015P or 0.025P.

[0016] Moreover, drawing 2 shows the amount of P which deposits as FeTiP of the sample which has not performed aging treatment by the above-mentioned test specimen. This amount of P corresponds to the numerousness of the amounts of deposits of FeTiP. This drawing shows that the fall of the proof stress difference accompanying aging of drawing 1 deals with the fall of the amount of deposits of FeTiP. And the knowledge of what is necessary being just to make it the amount of P which deposited as FeTiP become 0.005% or less from this result preferably 0.010% or less, in order to make the proof stress difference accompanying aging small was carried out.

[0017] The direct effectiveness of Mg addition is reducing the amount of deposits of FeTiP. Although the device in which Mg controls the deposit of FeTiP is not clear, I think that it is because Mg has priority over FeTiP in steel and P ghost is formed. In this way, as a result of the deposit of FeTiP decreasing by Mg addition, the aging deposit of Nb which made this the nucleus is controlled, and it can be understood that the proof stress difference accompanying aging becomes small. And increase of P considers why required Mg addition not only increases, but the proof stress difference acquired does not become small because it becomes impossible to be unable to catch Mg because of the increment in P.

[0018] As mentioned above, this invention persons came to do the knowledge of the Mg addition effectiveness over after [aging of] proof stress fall prevention, and were able to complete this invention.

[0019] Next, the reason for limitation of the component in this invention is explained. C is restricted in order to secure workability and corrosion resistance. Especially, it gets impudent in the decarbonization time amount in a steel-manufacture process, and the rise of cost is caused although the lower one is desirable on a deep drawing disposition. It excels in elongation and the upper limit is made into 0.02% as conditions which maintain a high r value.

[0020] Like C, N is restricted in order to secure workability and corrosion resistance. Although the lower one is desirable on a deep drawing disposition, since the rise of cost is caused, the upper limit is restricted to 0.02% or less.

[0021] Since it is an effective element in order that Si may raise oxidation resistance, and toughness will be fallen if it adds too much although about 1.0% of addition is desirably effective 0.1% or more, an upper limit is made into 2.0%.

[0022] It not only uses as a deoxidation element, but in order to raise oxidation resistance, it adds 0.1% or more, but Mn makes an upper limit 2.0%, in order to spoil workability, if it adds so much.

[0023] Initial-complement addition of the Cr is carried out. Cr is a basic element which gives corrosion resistance to this invention article. If the amount runs short of corrosion resistance at less than 10.0% and exceeds 20.0%, cold-working nature will fall and manufacturability will deteriorate. Therefore, Cr is added in 10.0 - 20.0% of range.

[0024] If it adds superfluously, aluminum falls the cleanliness of steel, and although deoxidation products remain, since it brings a bad influence to workability, it will make an upper limit 0.20%.

[0025] Since P deposits FeTiP during hot rolling in falling the workability of this invention steel, and

corrosion resistance, and the deposit of Nb is promoted in an aging process, few the contents are so desirable that there are. However, in a industrial refinement process, reduction of P has a limitation and needs to use a raw material with few P contents. Therefore, low P-ization beyond the need brings about the increase of a remarkable manufacturing cost. Then, the upper limit of P was made into the 0.04 same% as the upper limit of general-purpose ferritic stainless steel. However, in this invention, if P is less than 0.030 and P will become 0.035% to the effectiveness of Mg addition being demonstrated notably as drawing 1 explained, the initial complement of Mg will also reduce increase and its effectiveness. Moreover, the effect of such P is accepted, also when adding Zr and calcium and controlling the aging deposit of Nb. Therefore, in order to attain the purpose of this invention better, as for P, it is desirable that it is 0.03% or less.

[0026] The amount of S is restricted. S was segregated to the grain boundary, and since it was a harmful element which promotes the grain boundary embrittlement in an elevated temperature, it made the upper limit 0.002%.

[0027] Ti is the purpose which prevents the corrosion-resistant fall of a heat affected zone, and is added as a stabilization element. Moreover, Ti is added also in order to acquire effectively the effectiveness of Nb added for the purpose of the reservation on the strength by the inside pyrosphere. Although strengthening by the pyrosphere is obtained in an operation of Dissolution Nb while being based on Nb addition, the carbon nitride of Nb tends to deposit in this temperature region. Then, it prevents that carry out compound addition of Ti which is easy to form carbon nitride with Nb, and Dissolution Nb falls rather than Nb. In order to make the above effectiveness discover, in this invention, Ti is added 0.01% or more. However, if it adds so much, since generation control of FeTiP which functions as a deposit nucleus of Nb will become difficult, an upper limit is made into 0.35%.

[0028] Nb is added 0.1% or more, in order to obtain high temperature strength. In order to be stabilized and to secure high temperature strength, 0.3% or more of addition is desirably desirable. However, since superfluous addition spoils ductility, or goes up the recrystallizing temperature of a steel plate and reduces manufacturability, it restricts an upper limit to 0.8%.

[0029] Mg is an important alloying element in this invention. Since Mg prevents the aging deposit of Nb which controlled the deposit of FeTiP under hot-rolling and made it the nucleus, with steel, the advantageous effectiveness which could not be realized is brought about conventionally [that after elevated-temperature long duration use maintains the high temperature strength of the heat-resistant ferritic stainless steel containing Nb-Ti]. In order to acquire the effectiveness of such Mg, it is necessary to add at least 0.0005% or more of Mg (drawing 1). Although it adds in a steel-manufacture phase, Mg cannot fix the yield easily and changes easily to about 0.0005 to 0.005%. However, since the Mg addition effectiveness of this invention is stabilized and it is obtained within the limits of this, there is an advantage that change of a yield does not influence high-temperature-strength fall prevention. However, since too much addition generates a lot of inclusion, pollutes steel and causes a rolling HEGE crack, an upper limit is made into 0.010%.

[0030] Furthermore by this invention, Mo, Cu, W, V, and B are alternatively added according to the suitable use gestalt. Mo is added 0.05% or more if needed for corrosion-resistant improvement. Mo has the effectiveness which controls progress of pitting peculiar to a stainless steel plate. However, since effectiveness is saturated and the addition exceeding 3.0% causes the rise of cost, it makes an upper limit 3.0%. Cu has the effectiveness which controls the general corrosion in much corrosive environment by little addition. However, since hot-working nature will be fallen in saturating the effectiveness if it exceeds 2.0%, an addition is made into 0.05 - 2.0%. W and V are added 0.01% or more if needed, in order to raise high temperature strength. W and V contribute to solid solution strengthening of steel. However, since workability will be reduced if it adds too much, let 1.0% be an upper limit. B is added 0.0003% or more if needed in order to prevent the crack produced in the secondary elaboration performed after processing of severe press working of sheet metal etc. However, even if it adds exceeding 0.0050%, when the effectiveness is saturated, since elongation is reduced and workability is reduced, let 0.0050% be an upper limit.

[0031]

[Example] In Table 1, the steel of the component of this invention 6 and the examples 1 and 2 of a comparison was ingoted with 50kg vacuum melting furnace of a laboratory from this invention 1. All performed cold rolling and annealing after hot rolling in the laboratory. The steel of this invention 16 and the example 3 of a comparison to the example 6 of a comparison manufactured slab by the continuous casting after a converter ingot with the system from this invention 7. This inventions 10, 11, 12, and 15 and the example 4 of a comparison performed annealing of a hot-rolling steel strip for slab after hot rolling by the usual approach, and others performed acid washing with hot-rolling, and presented cold rolling with it. Annealing after cold rolling was performed. After cold-rolling and annealing, JIS G The elevated temperature tensile test was performed based on 0567. After carrying out 700 degree-Cx100h aging treatment of cold-rolling and the annealing plate similarly, the elevated temperature tensile test was performed. In Table 1, the 700-degree C proof stress fall by 700 degrees C proof stress, the 700-degree C proof stress after 700 degree-Cx 100-hour aging, and aging is listed.

[0032]

[Table 1]

BEST AVAILABLE COPY

化学成分 (mass%)																700℃の 耐力		700℃(100時間) 同時効後の 耐力		時効による 耐力低下	
	C	N	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	Cu	W	V	B	MPa	MPa	MPa	MPa		
本発明 1	0.005	0.008	0.4	0.5	0.0025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	0.0005					114	99	15			
本発明 2	0.005	0.008	0.4	0.5	0.0025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	0.0005					114	104	10			
本発明 3	0.005	0.008	0.4	0.5	0.0025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	0.0010			0.3		120	110	10			
本発明 4	0.005	0.008	0.4	0.5	0.0025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	0.0010			0.3		118	107	11			
本発明 5	0.005	0.008	0.4	0.5	0.0025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3	0.0010			0.3		115	110	5			
本発明 6	×0.013	0.0055	0.79	0.51	0.025	0.0037	11.56	0.001	0.04	0.6	0.0025				0.0020	135	108	27			
比較例 1	0.005	0.008	0.4	0.5	0.0025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3						114	57	57			
比較例 2	0.005	0.008	0.4	0.5	0.0025	0.005	10.7	0.04	0.15	0.3					0.0020	114	58	56			
本発明 7	0.007	0.0089	0.96	0.88	0.03	0.0017	13.83	0.009	0.17	0.28	0.0017	0.50				125	115	10			
本発明 8	0.010	0.0086	0.95	1.00	0.022	0.0017	13.86	0.007	0.15	0.29	0.0021	0.44				124	116	8			
本発明 9	0.0094	0.0017	0.45	0.48	0.025	0.0022	13.75	0.05	0.16	0.28	0.0015	0.45				125	113	12			
比較例 3	0.010	0.0081	0.95	0.99	0.022	0.0011	13.88	0.009	0.16	0.29		0.49				125	61	64			
本発明 10	×0.0166	0.0093	1.11	1.05	0.024	0.0028	13.91	0.004	0.012	0.54	0.0035					123	103	20			
本発明 11	×0.0190	0.0095	1.12	1.04	0.023	0.0029	13.83	0.002	0.01	0.57	0.0036					121	101	24			
本発明 12	0.010	0.0036	0.36	0.91	0.031	0.0003	16.02	0.015	0.01	0.45	0.0020					125	101	20			
比較例 4	×0.0167	0.0094	1.11	1.03	0.0022	0.0028	13.89	0.004	0.01	0.55						125	45	80			
本発明 13	0.005	0.007	0.08	0.10	0.022	0.002	17.2	0.05	0.23	0.15	0.0050	1.20				130	119	11			
本発明 14	0.005	0.008	0.09	0.10	0.021	0.002	17.1	0.053	0.22	0.12	0.0056	1.20				130	118	12			
比較例 5	0.005	0.007	0.09	0.11	0.021	0.002	17.3	0.05	0.22	0.15	1.21					131	74	57			
本発明 15	0.008	0.009	0.11	0.24	0.025	0.001	19.2	0.026	0.02	0.40	0.0006		0.41			140	112	28			
本発明 16	0.0058	0.012	0.86	0.36	0.029	0.001	18.26	0.013	0.13	0.51	0.0007	1.56				165	139	26			
比較例 6	0.0039	0.011	0.85	0.35	0.025	0.001	18.3	0.015	0.13	0.53						165	108	57			

[0033] Table 1 is seen, the steel which has the component presentation in connection with this invention has the remarkably small high-temperature-strength fall after aging compared with the example of a comparison, and the effectiveness of this invention is clear so that clearly.

[0034]

[Effect of the Invention] Since the high grade ferritic stainless steel which it not only excels in high temperature strength, but was conventionally excellent in the high temperature strength having the outstanding property that the fall on the strength by the aging deposit of Nb in use which was not able to be attained in steel is small with this invention can be offered, industrial effectiveness is very large.

[Translation done.]